

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK

Kohászat

MISKOLCI EGYETEM FORR-ÁSZ PROJEKT
TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0019

Anyagtudomány

Felsőoktatás

Hírmondó

148. évfolyam

2015/3. szám



Jó szerencsét!

Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület lapja.

Alapította Péch Antal 1868-ban.

TARTALOM

- 1 **Gácsi Z. – Batta B.:** Környezetbiztonságos forrasztanyagok anyagtudományi alapon történő fejlesztése primer- és másodnyersanyagokból a járműipar számára
- 2 **Benke M. – Sályi Zs.:** Szelektív forrasztószerszámok tönkremeneteli mechanizmusa
- 4 **Simon A. – Géber R. – Lipusz D. – Gácsi Z.:** Rézmátrixú kompozitok jellemzése, kísérleti előállítása
- 9 **Gyökér Z. – Terjék A. – Gyenes A. – Gácsi Z.:** Az ezüst és a réz hatása az Sn-Ag-Cu forrasztanyagok szövetszerkezetére és mechanikai tulajdonságaira
- 14 **Téglás N. – Gyenes A. – Nagy E. – Gácsi Z.:** Többalkotós Sn-Ag-Cu alapú ólommentes forrasztanyagok vizsgálata
- 18 **Baumli P.:** A keményforrasztás alapanyagai
- 22 **Kékesi T.:** Ólommentes forrasztási ónhulladék teljes feldolgozása rugalmas és környezetbarát módszerrel
- 29 **Lassú G. – Török T.:** Kísérleti lehetőségek egy újszerű analitikai módszerrel a tűzománc-acél mennyiségi mélységprofil-elemzésére, és az eljárás elvi alapjai
- 33 **Rontó V. – Tranta F. – Svéda M. – Roósz A.:** Hozzáadott cink hatása az Sn-Bi forrasztóvíz szerkezetére és kristályosodási tulajdonságaira
- 38 **Szabó G. – Mertinger V. – Zupkó I. – Mikó T. – Roósz A.:** Meleghengerléssel plattírozott többrétegű alumíniumlemezek technológiai vizsgálata
- 41 A 2015/3. szám szerzőinek szakmai életrajza

Anyagtudomány

- 43 **Mekler Cs. – Baranyai V. – Dezső A. – Trampus P. – Kresz N. – Kaptay Gy.:** A szemcsehatár-energia, a szemcsehatár-szegregáció és a szemcsehatár-átalakulás modellezése többkomponensű ötvözetekben

Felsőoktatás

- 50 **Beszélgetés prof. dr. Kékesi Tamással**
- 52 **Beszámoló a XXXII. Országos Tudományos Diákköri Konferenciáról**

Hírmondó

- 56 100 éve született Óvári Antal. Tisztesség és tisztelet
- 57 120 éve született az ajkai timföldgyár és alumíniumkohó építője
- 58 Egyesületi hírek
- 60 MÖSZ-hír
- 65 Köszöntések
- 66 Nekrológok

Öténzet rovatunkat az 1950-ben indított és 1991-ben megszűnt önálló szaklap, a BKL Ötöde utódjának tekintjük.

FROM THE CONTENT

Benke M. – Sályi Zs.: Degradation mechanism of selective soldering tools 2
The soldering tool is in direct contact with the molten solder alloy. The soldering tools are typically made from ferrous alloys, or high purity Amco iron. Today's solder alloys are tin-based alloys which are highly reactive and solve the iron atoms from the soldering tools. This process leads to the erosion degradation of the soldering tools, which requires the halt of the soldering line and the replacement of the soldering tool. The erosion process can be inhibited through the composition modification of the solder melt. However, for most cases, the composition of the solder melt is strictly regulated, leading to the need for the development of soldering tools with enhanced lifetime against erosion.

Simon A. – Géber R. – Lipusz D. – Gácsi Z.: Characterization and experimental producing of copper matrix composites 4
The improvement of properties of conventional materials is possible with the use of another coupling materials. The application of these kind of composite material systems can be observed in many areas of industry (e.g. manufacturing of electronic parts). In this article the Authors review the main properties of metal matrix composites, as well as manufacturing methods, main properties and applications of copper matrix composites. During their research work copper matrix composites reinforced with SiC particles were produced and some results of their investigations were presented.

Gyökér Z. – Terjék A. – Gyenes A. – Gácsi Zoltán: Effects of silver and copper on the microstructure and mechanical properties of Sn-Ag-Cu solders 9
After the switch to lead-free solders Sn-Ag-Cu (SAC) alloys have been proved to be the most sufficient solders among the current alternative ones in the terms of replacing lead-containing solders. One of the most common SAC solders is the SAC305 alloy which contains 3 wt% Ag and 0.5 wt% Cu. This paper investigates the effects of Ag and Cu on the microstructure and the mechanical properties of Sn-Ag-Cu lead-free solders via alloys with five different compositions. Light and scanning electron microscopy with microprobe analysis were used to describe the effects of the alloying elements on the microstructure. Further-more tensile tests and hardness measurements were applied to determine the mechanical properties (UTS, YS, HV and elongation).

Téglás N. – Gyenes A. – Nagy E. – Gácsi Z.: Investigation of multicomponent Sn-Ag-Cu based lead free solders 14
According to the directives adopted by the European Union, lead has been banned from the manufacturing processes because of its health and environmental hazards. Therefore the development of lead-free solder has started up. This paper investigates multicomponent Sn-Ag-Cu based lead-free solders with different compositions. The properties of the Innot and two low-Ag solders were compared with the widespread SAC305 in the industrial practise. Microstructure investigation and X-ray diffraction measurements were performed to identify the formed phases, furthermore tensile tests and hardness measurements were executed to determine the mechanical properties.

Baumli P.: Base materials of brazing 18
Brazing is a joining process (above 450 °C) in which two or more items are joined together by melting a filler metal. The filler metals have lower melting point than the brazed parts. Irresolvable bonding between metal and metal, ceramic and ceramic or ceramic and metal can be made by brazing. The quality of joining largely depends on the correct composition of the filler material. Most widely used types of filler metals are copper and its alloys, nickel and its alloys, as well as pure silver and silver-based alloys furthermore aluminium, magnesium, zinc or titanium-based filler can be applied. The results of research on brazing and joining are summarised in this review.

Kékesi T.: Complex processing of lead-free soldering waste by a flexible and environment friendly method 22
The significant amount of the waste material arising from the application of the most common SAC-type lead-free soldering tin alloys, containing Ag and Cu, can be processed practically free of any emission by a multi-step method based on an aqueous electrorefining step. The first step is the melting of the heterogeneous waste material skimmed from the soldering bath, which serves the melt to be cast into cooled molds to form the anodes. The oxide dross here separated can be subjected to a carbothermic reduction to yield finely dispersed tin, soluble in hot hydrochloric acid. This may be used for the preparation of the electrolyte solution. The properly controlled refining electrolysis can produce high purity tin at the cathode, while silver and copper is concentrated in the slime layer arising at the surface of the anode. The Sn, Cu and Ag content of the slime can be dissolved selectively by consecutive leaching steps using hot hydrochloric and nitric acid solutions. Pure tin can be extracted from the chloride solution after removing copper by cementation, followed by silver chloride precipitation from the nitrate solution. This method, developed at the laboratory scale can be operated economically on a low capacity as well, as no sophisticated equipment needs to be invested and no expensive materials or considerable electric energy are required. The negligible amount of the technological residue is practically tin dioxide, which can be recycled to the melting step.

Lassú G. – Török T.: Application possibilities and the principle of a novel analytical technique for compositional depth profile measurement of the steel-enamel interface 29
In this paper we publish the principle of elemental /quantitative depth profile analysis of the steel-enamel interface and the methodological development which leads to this possibility. In our previous paper [1] we showed how powerful the analytical technique GD-OES is for analyzing the entire enamel coating and the interface region (which is very important from the aspects of bonding). In that article we presented only qualitative depth profiles, because we were unable to commence the full calibration procedure due to lacking the proper reference standard samples. By now and in collaboration with the TOBIZO Co. eventually we could prepare some quasi-standards and we can use them for quantitative calibration. The quantified depth profiles then will supply extra information compared to the qualitative ones, i.e. not only the trends but the exact compositional conditions can be determined in the whole depth of such coatings as well.

Continued on page 64.

• **Szerkesztőség:** 1051 Budapest, Október 6. utca 7., III. em. • **Telefon:** 06-1-201-7337 •

• **E-mail:** bkl.kohaszat@gmail.com •

• **Felelős szerkesztő:** Balázs Tamás •

• **A szerkesztőség tagjai:** dr. Buzáné dr. Dénes Margit, dr. Klug Ottó, dr. Kórodi István, Lengyelne Kiss Katalin, Schudich Anna, Szabados Ottó, Szende György, dr. Tardy Pál, dr. Török Tamás •

• **Kiadó:** Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület • **Felelős kiadó:** dr. Nagy Lajos •

• **Nyomja:** Press+Print Kft. 2340 Kiskunlacháza, Gábor Áron u. 2/a • **HU ISSN 0005-5670** •

Belső tájékoztatásra, kereskedelmi forgalomba nem kerül. • A közölt cikkek fordítása, utánnyomása, sokszorosítása és adatrendszerekben való tárolása kizárólag a kiadó engedélyével történhet. •

Internetcím: www.ombkenet.hu/bkl/kohaszat.html

Irodalom

- [1] Lassú G., Svéda M., Török T.: Az acél-tűzzománc kötéseerősség és az átmeneti réteg vizsgálata változó égetési idő függvényében, BKL Kohászat, 2014., 147. évfolyam, 2. szám, 41–47.
- [2] Barta E., Török T., Lassú G.: Az acél és a tűzzománc bevonat közötti kötésről, Anyagok Világa (Materials World) 10 (3) (2012) 14–28.
- [3] Lassú G.: Tűzzománc, egy üveges vastagbevonat és annak újszerű vizsgálati módszere (Poszter-előadás), XXVI. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Konferencia, Balatonfüred, 2014. okt. 6–12.
- [4] Lassú G.: Tűzzománc-bevonatok fejlesztését támogató vizsgálatok (előadás), XV. Fémkohász Szakmai Nap Miskolci Egyetem, 2014. november 7.
- [5] Horiba Jobin Yvon Profiler 2 User Manual: How to use depth profile results within a calibration, Longjumeau, 2013.
- [6] Horiba Jobin Yvon Profiler 2 User Manual: Quick Guide to Depth Profile Calibration, Longjumeau, 2013.
- [7] Th. Nelis, R. Payling: Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy: A Practical Guide, Royal Society of Chemistry, 2003.
- [8] Az elemanalitika korszerű módszerei (szerk.: Záray Gyula), Pallósi József, Záray Gy.: 7. Glimmkisülésű sugár- és ionforrást alkalmazó spektrometriai eljárások, Akadémiai Kiadó, Budapest, 2005, 298–300.

FONTÓ VIKTÓRIA – TRANTA FERENC – SVÉDA MÁRIA – ROÓSZ ANDRÁS

Hozzáadott cink hatása az Sn-Bi forrasztótvözet szerkezetére és kristályosodási tulajdonságaira

Az új ólommentes forrasztanyagok kifejlesztésénél olyan tulajdonságokra kell fókuszálni, mint pl. a likvidusz-hőmérséklet (a kristályosodás kezdete), a szilárd-olvadék átmeneti zóna hőmérséklet- vagy időtartománya, szövetszerkezet, mechanikai tulajdonságok, nedvesítés. Az Sn-Bi alapótvözethez cinket adagolva vizsgáltuk a szövetszerkezet és a termikus tulajdonságok változását.

1. Bevezetés

Az Európai Unió által megfogalmazott irányelvek alapján 2006. július 1-jétől tilos ólomtartalmú forrasztanyagokat használni elektronikai termékek gyártásában az ólom környezetszennyező hatása miatt. A direktíva többek között korlátozza az elektromos és elektronikus készülékekben felhasználható veszélyes anyagokat, ill. korlátozza a készülékek eldobásakor keletkező elektronikai szemét képződését.

Az új, ólommentes forrasztanyagok kutatása számos problémát, kérdést vet fel az új anyagok tulajdonságait és technológiai alkalmazásukat tekintve [1]. A fő problémák az ólommentes forrasztással:

- nagyobb az ötvözetek olvadáspontja;
- kisebb a technológiai ablak (process window);
- rosszabb a nedvesítés;
- gyenge az ólommentes alkatrészválaszték;
- le kell-e cserélni a jelenlegi bevonatokat?
- megbízhatósági problémák;

- új forrasztási hibák.

Új ólommentes forrasztanyagok kifejlesztésénél olyan tulajdonságokra kell fókuszálni, mint pl. a likvidusz-hőmérséklet (a kristályosodás kezdete), a szilárd-olvadék átmeneti zóna hőmérséklet- vagy időtartománya, nedvesítés, szövetszerkezet, mechanikai tulajdonságok. A közel eutektikus összetételű Sn-Zn ötvözetek Bi hozzáadásával jó választásnak tűnnek a kis olvadáspont és jó mechanikai tulajdonságok miatt. Nem annyira kedvező tulajdonsága az Sn-Zn ötvözeteknek, hogy hajlamosak az oxidációra és a korrózióra [2]. A vizsgálatok szerint a nagy Bi-tartalom is kedvezőtlen hatású lehet a Bi törékenysége és szegregációja miatt [3, 4].

Kim és munkatársai [5] az eutektikus Sn-9Zn és az Sn-8Zn-(1, 2, 3, 6, 8 t%) Bi-ötvözeteket vizsgálták levegő-, ill. kemencehűtés esetén. A Bi-tartalom függvényében megállapították, hogy 6% Bi-tartalomig nő a folyáshatár (40 → 80 MPa) és a szakítószilárdság (60 → 95 MPa), ezzel párhuzamosan csökken a nyúlás (17 → 10%).

A töretfelület gödröcskés szívós törést mutat Sn-9Zn ötvözetnél, a Bi-tartalom növelésével ez a jelleg csökken, egyre ridegebb törést mutatnak az ötvözetek. A nagyobb lehűlési sebesség finomabb, egyenletes szövetszerkezetet eredményezett, amelyben rúd- vagy túalakú Zn-fázis található; a Bi-tartalom növekedésével nőtt a kivált Zn- és Bi-fázis mennyisége (1. táblázat). A levegőn hűlt (azaz gyorsabb hűtésű) ötvözeteknél mindig nagyobb folyáshatárt és szakítószilárdságot látunk. Lassú hűtésnél az ötvözetek egyre több hibát (durva Zntűk, Bi-kiválás, repedések) tartalmaztak, ahogy nőtt a Bi-tartalom. Fontos tehát a nagy Bi-tartalmú ötvözeteknél odafigyelni a hűlés sebességére!

Zhou és munkatársai szintén Sn-Zn-Bi ötvözeteket vizsgáltak, ahol változott a Bi-tartalom azonos Zn-tartalom mellett, ill. azonos Bi-tartalomnál nőtt a Zn-tartalom [6]. Mechanikai tulajdonságok tekintetében hasonló eredményeket kaptak, mint Kim és munkatársai [5]. A szakítószilárdság 0–4% Bi-tartalomnál 62-ről 86 MPa-ra nőtt; további Bi-tartalom növekedésénél a szakítószilárdság enyhén csökkent. A Zn-tartalom 6%-ig növeli, majd csökkenti a szakítószilárdságot. A nyúlás 4 t% Bi-tartalomig drasztikusan csökkent (28%-ról 6%-ra), majd enyhén tovább csökkent a Bi-tartalom növelésével. A nyúlás fokozatosan

1. táblázat. Sn-Zn-Bi ötvözetek szövetszerkezete és mechanikai tulajdonságai levegőn hűtés, ill. kemencében hűtés esetén [5]. Az összetételek t%-ban értendők

	Levegőn hűlt	Kemencében hűlt	Folyáshatár MPa (L.h/K.h.)*	Szakító- szilárdság MPa
Sn-9Zn	sok finom méretű Zn-tű, egyenletesen oszlik el + β -Sn mátrix	nagyméretű Zn-tűk + β -Sn mátrix	32/22	46/28
Sn-8Zn-1Bi	sok finom méretű Zn-tű, egyenletesen oszlik el + β -Sn mátrix	finom Zn-tűk + β -Sn mátrix	45/25	60/33
Sn-8Zn-3Bi	megjelenik önállóan a Bi-fázis	több, kisméretű Zn-tű + Bi-fázis + β -Sn mátrix	60/30	75/45
Sn-8Zn-6Bi		Zn- és Bi-fázis önállóan + β -Sn mátrix	65/30	80/47
Sn-8Zn-8Bi	még több kivált Bi-fázis	több Zn- és Bi-fázis önállóan + β -Sn mátrix	45/33	75/48

*L.h/K.h. – levegőn hűlt/kemencében hűlt

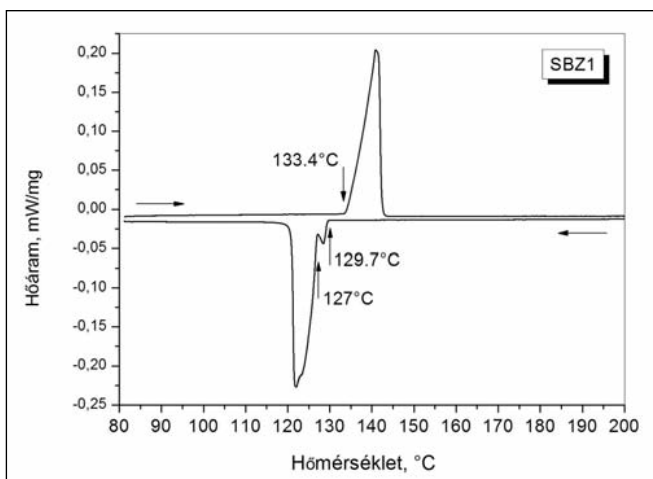
csökkent (10 → 2%-ra) a Zn-tartalom
növelésével is.

Kis mennyiségű Bi oldódik az Sn

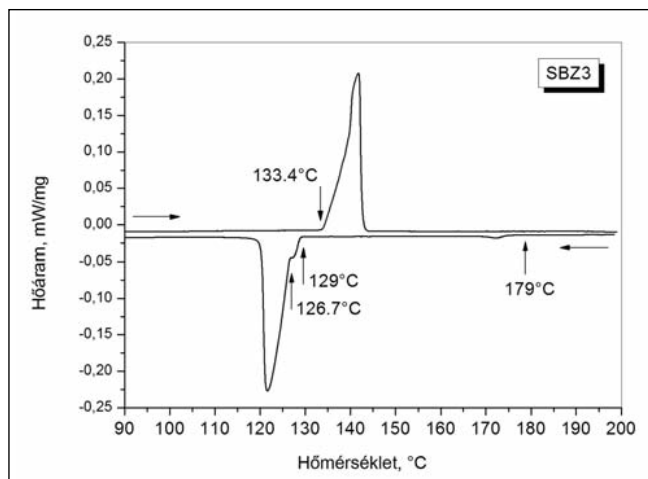
rácsában, erősítve az alpmátrixot.
Nagyobb Bi-tartalomnál bizmutos és
cinkes fázisok válnak ki, amelyek

repedések kiinduló pontjai lehetnek.

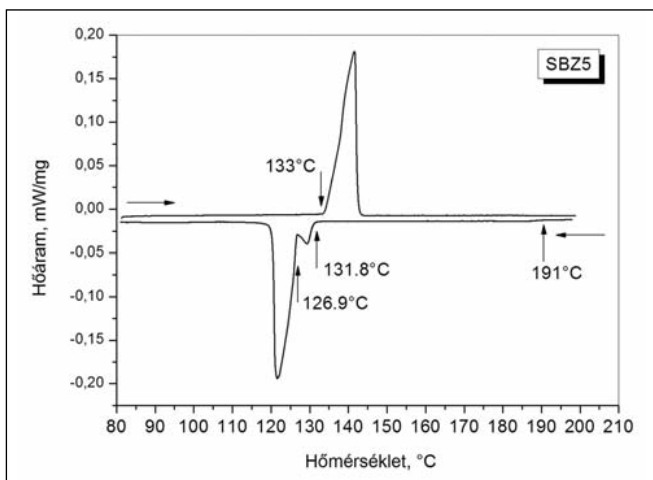
A nedvesítési kísérletek szerint, a
Bi-tartalom 2-10% közötti növekedé-



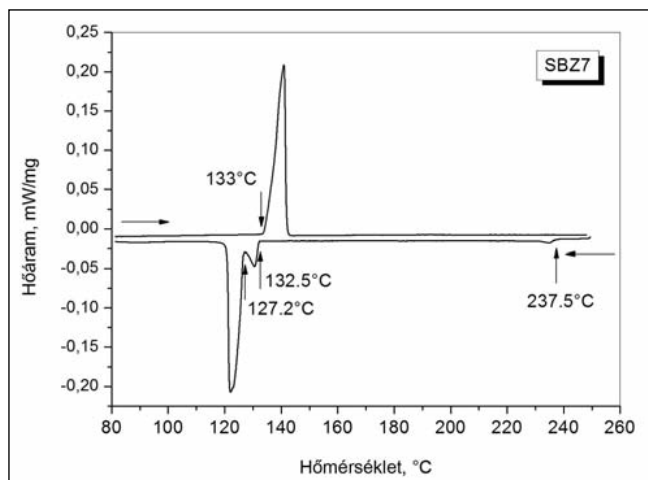
a) Sn-Bi-1 t% Zn



b) Sn-Bi-3 t% Zn

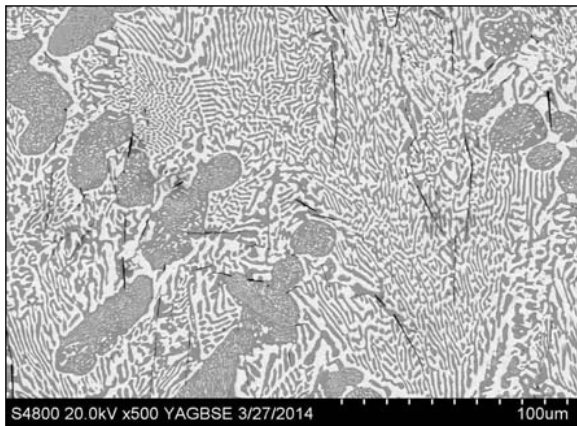


c) Sn-Bi-5 t% Zn

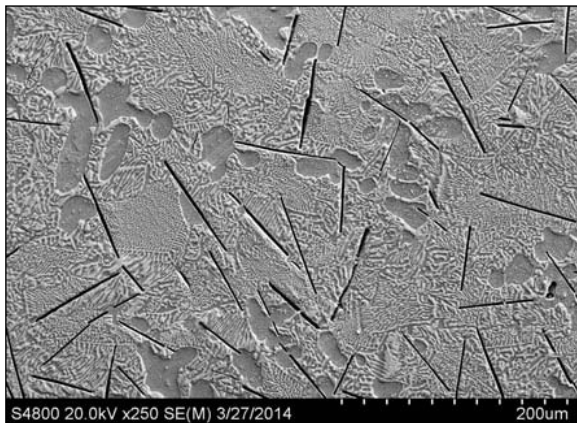


d) Sn-Bi-7 t% Zn

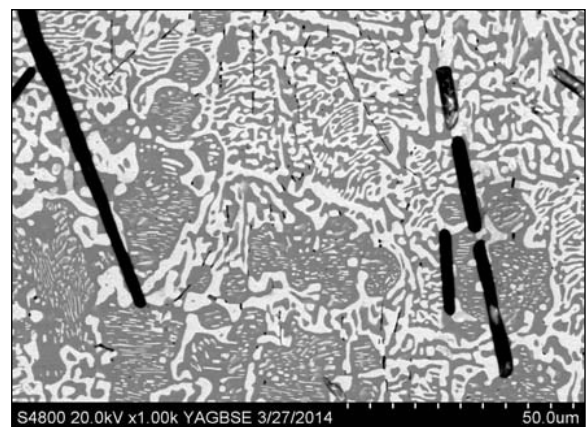
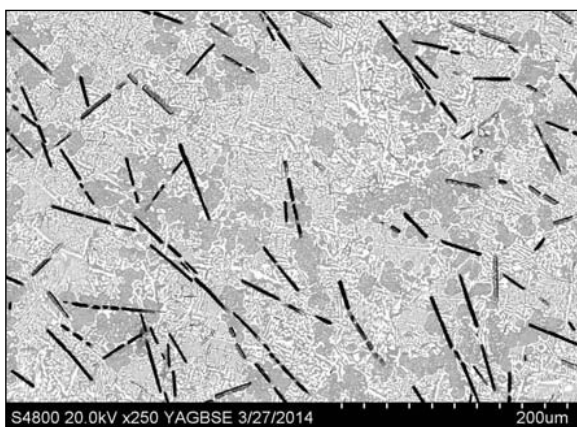
■ **1. ábra.** A különböző összetételű Sn-Bi-Zn ötvözetek DSC-görbéi. Hevítés/hűtés sebessége 1 °C/min



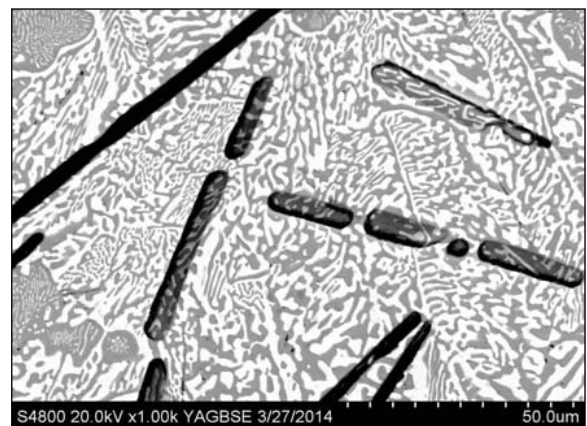
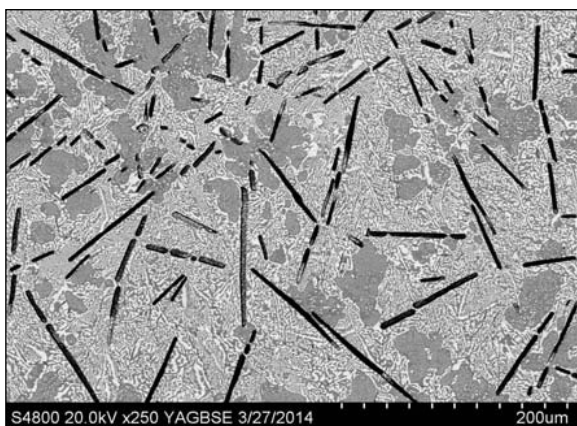
SBZn1



SBZn3

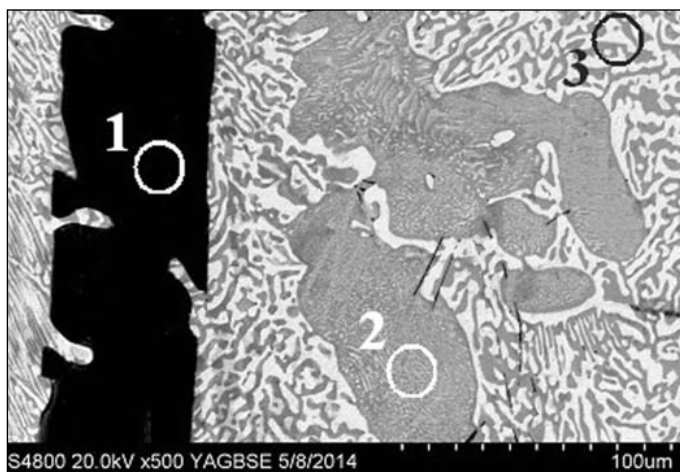


SBZn5



SBZn7

■ 2. ábra. Az öntött Sn-Bi-Zn ötvözetek szövetszerkezete



Terület	Si	Zn	Sn	Bi
1	27.32	71.95	0.73	0.00
2	1.33	–	77.13	21.55
3	0.39	1.83	43.64	54.15

■ 3. ábra. A fázisok összetételének SEM-EDS-elemzése. A minták előkészítése szilikagéllal történt, a mérés ennek Si-tartalmát is mutatja, amely a minták felületét vonja be

2. táblázat. A vizsgálatokhoz összeállított Sn-Bi-Zn ötvözetek

	hipoeutektikus Sn-Bi-ra			össz=10g		
	Sn	Bi	Zn	Sn	Bi	Zn
SBZn1	43	56	1	4,3	5,6	0,1
SBZn3	43	54	3	4,3	5,4	0,3
SBZn5	43	52	5	4,3	5,2	0,5
SBZn7	43	50	7	4,3	5	0,7

sével nőtt a nedvesítés réz alaplapon. A Bi felületaktív elemként csökkenteni tudta az Sn-Zn forrasztóanyag felületi feszültségét és a forrasztóötvözet szétterjedését a réz alaplapon. A Zn-tartalom növekedése kis mértékben növeli a nedvesítést. A Zn hajlamos reagálni a Cu alaplappal, gyorsabban diffundál az alaplapra, mint a többi elem. A forrasztás nyírószilárdsága 4% Bi-tartalomig enyhén nő, eléri a 27 MPa-t, majd csökken.

Az Sn-Zn-Bi/Cu határfelületen pórusok keletkeznek, amelyek gyengítik a kötést. A pórusok a kristályosodáskor fellépő zsugorodás eredményeként keletkezhetnek.

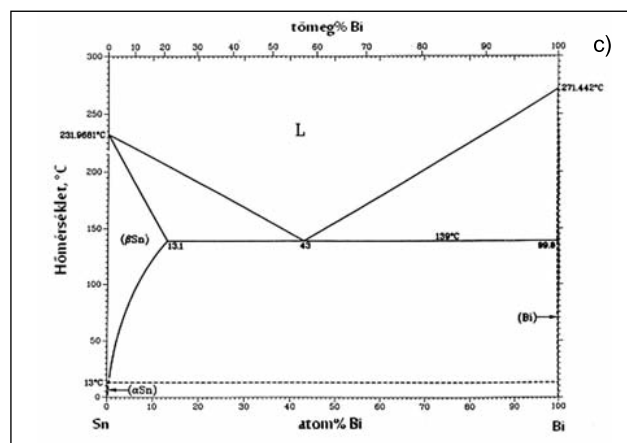
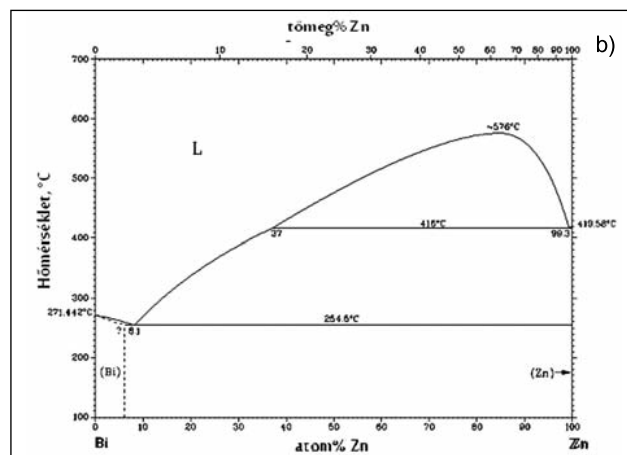
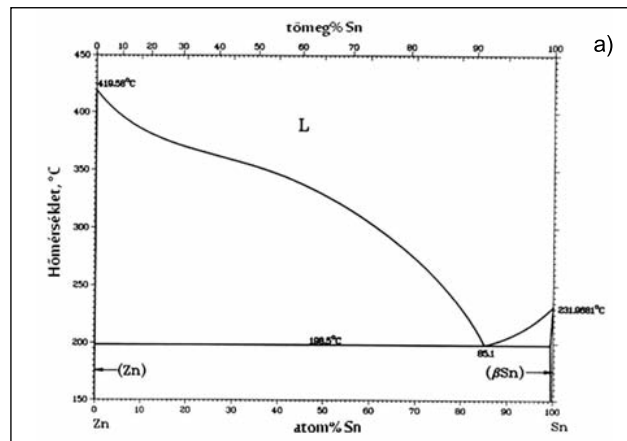
Kísérletek folynak arra, hogy harmadik, ill. negyedik elem hozzáadásával hogyan javítható a forrasztóötvözet. Az eredmények szerint Ni ötvöztésével javult a nedvesítés. A Ni-t mikrométerű por formájában mecha-

nikus ötvöztéssel adták az alapötvözethez, így kiváló mechanikai tulajdonságot, jobb kúszásállóságot és hőállóságot kaptak [7–9].

2. Kísérletek és eredmények

Ötvözetek összeállítása

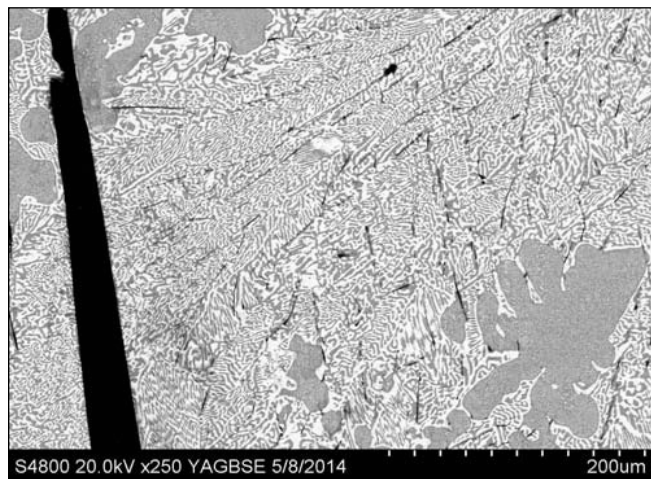
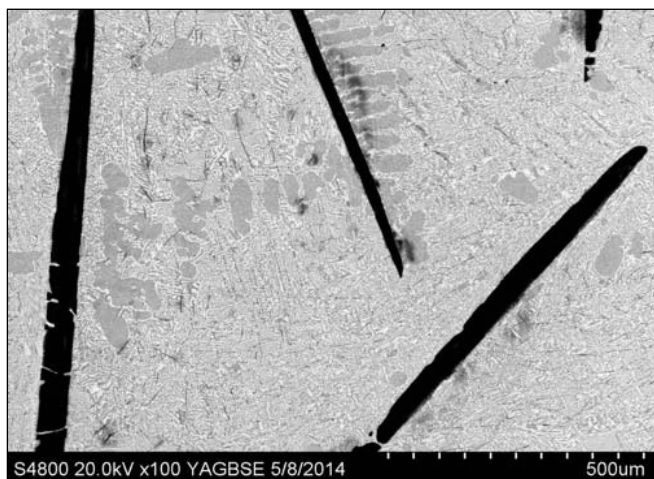
Az eutektikus Sn-Bi összetételű (Sn43-Bi57 (t%)) ötvözetben a bizmutot 1, 3, 5 és 7 t% cinkkel helyettesítve Sn-Bi-Zn ötvözeteket készítettünk indukciós olvasztással a 2. táblázatban látható összetételek szerint. Majd az öntött minták szövetszerkezetét DSC-ben való újraolvasztás után megvizsgáltuk a Zn-tartalom függvényében.



■ 4. ábra. Az Sn-Zn, Bi-Zn és Sn-Bi kétalkotós egyensúlyi fázisdiagramok

Olvasztás

A korábbiakhoz hasonlóan [10] az adagokat alumínium-oxid téglában, áramló Ar-védőgáz mellett kemencében olvasztottuk meg. Öntés előtt az olvadékot megkevertük, hőn tartottuk, hogy minél homogénebb legyen. Az olvadékot 4 mm belső átmérőjű U alakú hőálló üvegcsőbe öntöttük. A megszilárdult ötvözetéről lezelve az üvegcsövet, feldaraboltuk a különböző vizsgálatokhoz.



■ 5. ábra. Az SBZn7 ötvözet szövetképe DSC-ben való újraolvasztás és 1 °C/min sebességű hűtés után

DSC-vizsgálat

A leöntött ötvözetekből kb. 3 mm magas darabokat vágunk a DSC (differencial scanning calorimeter) vizsgálathoz. A mintákat zárt Al-tégelyben Ar-védőgáz alatt 1 °C/perc sebességgel hevítettük az irodalmi T_L hőmérséklet fölé, majd 10 perc hűtést követően 1 °C/perc sebességgel lehűtöttük. Az 1 °C/perc sebesség közel egyensúlyi szerkezet kristályosodását teszi lehetővé, az így kialakult szövetszerkezetet, valamint az eredeti öntött szerkezetet mikroszkópiával vizsgáltuk.

A DSC-görbék egy endoterm csúcsot mutatnak minden ötvözetnél hevítéskor (1. ábra), a megolvadás tehát viszonylag rövid hőmérséklet-intervallumban történik, $\Delta T = \sim 10$ °C. Kristályosodáskor az SBZn1 ötvözet kivételével három exoterm csúcsot látunk, ami azt jelenti, hogy az ötvözetek kristályosodása három folyamatban történik. Az SBZn1 ötvözet csak két csúcsot mutat.

Ha a lehűlési folyamatot nézzük, az első exoterm csúcs kezdő hőmérséklete változik a Zn-tartalommal. A Zn-tartalom növekedésével egyre nagyobb hőmérsékleten indul a folyamat. A második és harmadik kristályosodási folyamatot jelző csúcsokat mérési hibán belül ugyanott találjuk.

A Zn-ötvözővel tehát jelentősen megnő egyrészt a likvidusz-hőmérséklet, másrészt a kristályosodás folyamatának hőmérséklet-intervalluma (és így az időintervallum is) az alap Sn-Bi ötvözetéhez képest.

Szövetszerkezet

Szövetszerkezet-vizsgálatot végeztünk az öntött és a DSC-ben újra megolvasztott és kristályosodott mintákon. A két sorozat között a lehűlési sebességben van különbség, hiszen az ötvözetek készítésekor és olvasztásakor egy gyorsabb lehűlés következett be (~ 30 °C/min), mint a DSC-s mérés elvégzésekor (1 °C/min). Ennek a sebességkülönbségnek jelentkeznie kell a szövetszerkezetben.

Az öntött minták szerkezetét a 2. ábra mutatja egy kisebb (250x, 500x-os) és egy nagyobb (1000x-es) nagyítással képen a Zn-tartalom függvényében (visszaszórt elektronnal készült képek). A szövetképeken jól látszik, hogy növekvő Zn-tartalomnál egyre nagyobb mennyiségű és egyre nagyobb méretű fekete tűk találhatók az alapszövetben.

Az energiadiszperzív spektrométer mérésekkel (SEM-EDS) Zn-fázisként azonosíthatjuk ezeket a tűket (3. ábra). Az alapszövet ugyanúgy β -Sn és Bi fázisokból áll, mint a kétalkotós Sn-Bi ötvözetekben [10], amelyek kis mennyiségben oldódott cinket tartalmaznak mind az Sn-, mind a Bi-fázisban. A Bi-Zn rendszer sajátossága, hogy olvadáklapotban sem oldja korlátlanul egymást a két ötvöző. Vagyis már olvadáklapotban szétválik nagy Bi-tartalmú és nagy Zn-tartalmú olvadáklapra, majd nagyobb Zn-tartalom esetén primer fázisként kristályosodik. A cink önnal és bizmuttal is eutektikus folyamatban fejezi be a kristályosodást, ahol önálló fázisként kristályosodik (4a és b ábra: Sn-Zn és

Bi-Zn egyensúlyi fázisdiagramok). Háromalkotós rendszerben tehát valószínűleg a Bi nagy mennyisége miatt a Zn kristályosodása indult először az olvadákból, majd következett az Sn-fázis kristályosodása dendrites alakban, majd befejeződött az eutektikum (kétfázisú, lemezes szövet) kristályosodásával. Mivel az ön Bi-oldó-képessége is nagyon kicsi, ezért további hűléskor az Sn-fázisból is válik ki Bi (4c ábra). Ezek az apró kiválások láthatók a sötét színű Sn-dendriteken belül. A dendrites Sn és az eutektikum kristályosodását jelzi a két nagyobb exoterm csúcs a DSC-görbéken. Ezek a folyamatok kb. ugyanazon a hőmérsékleten mennek végbe mind a négy ötvözetnél, ~ 131 és 127 °C-on. Az SBZn1 ötvözetben fordul elő a legkisebb mennyiségben a kivált Zn-fázis. Ez olyan kis mennyiség, hogy a DSC-görbén nem is mutatott jelet.

A DSC-ben újra megolvasztott, majd 1 °C/min sebességgel lehűtött minták szövetképén a Zn-tűk méretében és mennyiségében látunk jelentős változást. A lassabb hűlés következtében néhány nagyon nagy, durva, vastag Zn-tű kristályosodott, mellette láthatók nagyon vékony tűk is (5. ábra). Az Sn-Bi alapszövetben az eutektikum fázisainak lemezvasztagsága is nőtt a lassabb hűlés miatt. Ezek az eredmények összhangban vannak az irodalomban talált eredményekkel [4–6]. A durvább szerkezet általában rosszabb mechanikai tulajdonságokat eredményez, mint egy finomabb szövet.

3. Összefoglalás

Sn-Bi-Zn ötvözetek kristályosodási tulajdonságait és szövetszerkezetét vizsgáltuk, hogy lehetséges forrasztóanyagot találjunk az ipar számára. Az Sn-Bi alapötvözethez cinket adagolva vizsgáltuk a szövetszerkezet és a kristályosodási hőmérsékletköz változását az alap ötvözetéhez képest. Az Sn-Bi-Zn ötvözetek DSC-vizsgálata azt mutatta, hogy kristályosodáskor három exoterm csúcs jelenik meg, ami három kristályosodási folyamatot jelez. A Zn önálló fázisként való kristályosodása miatt jelentősen megnőtt a kristályosodási hőmérséklet-tartomány a kétalkotós Sn-Bi-éhez képest. Ezek az eredmények eltérnek más összetételű ötvözetek vizsgálatának eredményeitől [5]. Növekvő Zn-tartalom egyre vastagabb Zn-lemezek kristályosodását eredményezte, ami rontja az ötvözetek szilárdsági tulajdonságait.

Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt eredményeire alapozva a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0019 jelű projekt részeként – az Új Széchenyi Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] Tersztyánszky László: Ólommentes forrasztás http://www.ett.bme.hu/upload/1111567808621.6_6f5e2d929a2427b3c8aaa539b3f5dd0f0225%20Tersztyanszky%20-%20Olmmentes%20forr.pdf
- [2] P. J. Wood, K. L. Nimmo: J. Electron. Mater. 23 (1994) 709-713.
- [3] Y. Cui, X. J. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma, H. Ohtani, K. Ishida: J. Alloys and Comp. 320 (2001) 234–241.

- [4] C. M. Chuang, T. S. Lui, L. H. Chen: J. Mater. Sci. 37 (2002) 191-195.
- [5] Y. S. Kim, K. S. Kim, C. W. Hwang, K. Suganuma: J. Alloys and Comp. 352 (2003) 237–245.
- [6] Jian Zhou, Yangshan Sun, Feng Xue: Journal of Alloys and Compounds 397 (2005) 260–264.
- [7] A. K. Gain, Y. C. Chan, W. K. C. Yung: Mat. Sci. Eng. B 162 (2009) 92–98.
- [8] Ahmed Sharif, Y. C. Chan: Micro-electronic Engineering 84 (2007) 328–335.
- [9] G. Xu, F. Guo, X. Wang, Z. Xia, Y. Lei, Y. Shi, X. Li: Journal of Alloys and Compounds 509 (2011) 878–884.
- [10] Rontó V., Tranta F., Svéda M., Baumli P., Czagány M.: BKL Kohászat 147/2 (2014) 7–12.
- [11] Md. Muktaadir Billah, Kazi Mohammad Shorowordi, Ahmed Sharif: Journal of Alloys and Compounds 585 (2014) 32–39.

SZABÓ GÁBOR – MERTINGER VALÉRIA – ZUPKÓ ISTVÁN – MIKÓ TAMÁS – ROÓSZ ANDRÁS

Melegghengerléssel plattírozott többrétegű alumíniumlemezek technológiai vizsgálata

Ebben a tanulmányban háromrétegű plattírozott alumíniumlemezek kötési tulajdonságait vizsgáltuk. Az egyes rétegekben alkalmazott ötvözetek az alábbiak voltak: AlMn1Si0,8 (magötvözet) és AlSi10 (fedőlemez). A kötés kialakítását egy Von Roll gyártmányú kísérleti hengerállványon melegghengerléssel végeztük. A hengerlési hőmérséklet rendre 460, 480 és 500 °C volt. A kötés kialakulásának minősítésére T-peel tesztet alkalmaztunk. A vizsgálatot Instron gyártmányú univerzális anyagvizsgáló berendezésen végeztük. A T-peel teszt jól alkalmazható a kötés erősségének minősítésére, mivel a mért lefejtő erő és az érintkező felületeken kialakult kötés nagysága arányos. A T-peel teszt mellett optikai mikroszkópos és SEM-felvételeket is készítettünk, melyen jellegzetes kötési hibákat kerestünk. A tanulmány célja, hogy modellezzük az iparban használatos technológiát, valamint feltárjunk néhány jellegzetes kötési hibát és javaslatot tegyünk az ezeket létrehozó okokra, valamint a megszüntetésükre. A vizsgálatokat egy – a további felhasználás céljának megfelelő – kiválasztott ötvözetpárra, azonos plattírozási geometria mellett végeztük. Továbbá vizsgálni kívántuk a felületi érdesítés hatását a hevítés előtt, és igazolni, hogy a T-peel teszt alkalmas a kötés erősségének minősítésére.

Bevezetés

Az alumínium plattírozási technológiája a világban széleskörűen használ-

latos. Nemcsak a jármű- és repülőgépipar, de a háztartási termékek gyártói is széles körben használják. A technológia lényege, hogy egy adott

tulajdonsággal rendelkező alumíniumlemezre más tulajdonsággal rendelkező réteget visznek fel. Ez a felvitel sok módon történhet. Jelen vizsgálatunkban olyan plattírozó hengerléssel foglalkozunk, ahol a magötvözetre egy alacsony olvadáspontú fedőlemezt viszünk fel. Fontos a számunkra, hogy megértsük a kötés kialakulásának mechanizmusát és a kialakuló hibák okait, mivel ezek a termékek rendkívül innovatívak és magas hozzáadott értékkel rendelkeznek.

A tématerületen jó néhány publikáció megjelent már. Kimondták, hogy a plattírozó hengerlés olyan nyomásos hegesztési eljárás, ahol a kötés a képlékeny alakváltozás hatására jön létre [1–6]. A kötés erőssége pedig az alakváltozás mértékétől függ. Nem alakul ki kötés, míg az alakváltozás el nem ér egy kritikus szintet [1–3, 6]. Ezt a szintet elérve a kötés erőssége